

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 55-028384

(43)Date of publication of application : 28.02.1980

(51)Int.Cl.

C22C 38/60

(21)Application number : 54-045449

(71)Applicant : DAIDO STEEL CO LTD

(22)Date of filing : 16.04.1979

(72)Inventor : ASADA CHIAKI
WATANABE TOSHIYUKI

(54) STEEL FOR AGE HARDENING PLASTIC DIE

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain the captioned steel for die capable of processing uniform photo- etching even when aged after welding, by containing C, Si, Mn, Ni, Al, Cu, Mo, and S as basic components.

CONSTITUTION: The steel containing C; 0.05 to 0.18%, Si; 0.15 to 1%, Mn; 1 to 2%, Ni; 2.5 to 3.5%, Al; 0.5 to 1.5%, Cu; 0.7 to 1.7%, Mo; 0.1 to 0.4%, S; 0.05 to 0.3%, and Fe for the rest, which presents similar characteristics as the base metal in the deposited steel plate and welding heat affected zone even when aged after welding. In addition, where necessary, at least one of the following elements is added, which are cutting performance improving component (a), toughness and hardenability improving component (b), and granulation promoting component (c): a) Pb; 0.03 to 0.3%, Se; 0.03 to 0.4%, Te; 0.01 to 0.3%, Bi; 0.03 to 0.3%, of which more than one kind, b) Cr; 0.21 to 2.5%, W, Co, Be, less than 0.5% each, B; less than 0.1%, of which more than one kind, c) Ti, V, Zr; less than 0.5% each, Nb+Ta; less than 0.3%, of which more than one kind.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

⑫ 特 許 公 報 (B 2) 昭59-37738

⑪ Int.Cl.³

C 22 C 38/16
38/54
38/58
38/60

識別記号

C B P
C B P
C B P
C B P

庁内整理番号

7147-4K

⑭公告 昭和59年(1984)9月11日

発明の数 8

(全12頁)

1

2

⑬ 時効硬化性快削プラスチック金型用鋼

⑮特 願 昭54-45449

⑯出 願 昭46(1971)6月21日

⑰公 開 昭55-28384

⑱昭55(1980)2月28日

⑲特 願 昭46-44933の分割

⑳発 明 者 浅田 千秋

名古屋市南区楠町57の2

㉑発 明 者 渡辺 敏幸

西尾市天神町135

㉒出 願 人 大同特殊鋼株式会社

名古屋市南区星崎町字繰出66番地

㉓代 理 人 河口 善雄

㉔参考文献

電気製鋼 VOL. 41 NO. 1 第27~33頁

大同製鋼研究会発行

特殊鋼 第20巻第4号 第58~61頁 特殊鋼俱

楽部発行

㉕特許請求の範囲

1 C: 0.05~0.18%, Si: 0.15~1.0%, Mn: 1.0~2.0%, Ni: 2.5~3.5%, Al: 0.5~1.5%, Cu: 0.7~1.7%, Mo: 0.1~0.4%, S: 0.05~0.3% 残余Feおよび不純物よりなり、溶接後時効を行つた場合も溶着鋼および溶接熱影響部が母材部と同様に均一なフォートエツチング加工が可能であるという特徴をもつ Mn-Ni-Al-Cu-Mo 系時効硬化性快削プラスチック金型用鋼。

2 C: 0.05~0.18%, Si: 0.15~1.0%, Mn: 1.0~2.0%, Ni: 2.5~3.5%, Al: 0.5~1.5%, Cu: 0.7~1.7%, Mo: 0.1~0.4%, S: 0.05~0.3%よりなる基本合金成分に対し、さらに Pb: 0.03~0.3%, Se: 0.03~0.4%, Te: 0.01~0.3%, Bi: 0.03~0.3%のうちから選ばれた少なくとも1

種または2種以上の被削性改善合金成分を含有させ、残余Feおよび不純物からなり、溶接後時効を行つた場合も、溶着鋼および溶接熱影響部が母材部と同様に、均一なフォートエツチング加工が可能であるという特徴をもつ Mn-Ni-Al-Cu-Mo 系時効硬化性快削プラスチック金型用鋼。
3 C: 0.05~0.18%, Si: 0.15~1.0%, Mn: 1.0~2.0%, Ni: 2.5~3.5%, Al: 0.5~1.5%, Cu: 0.7~1.7%, Mo: 0.1~0.4%, S: 0.05~0.3%よりなる基本合金成分に対し、さらに Cr: 0.21~2.50%, W: 0.5%以下、Co: 0.5%以下、Be: 0.5%以下、B: 0.01%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の強靱性、焼入性改善合金成分を含有させ、残余Feおよび不純物からなり、溶接後時効を行つた場合も、溶着鋼および溶接熱影響部が母材部と同様に、均一なフォートエツチング加工が可能であるという特徴をもつ Mn-Ni-Al-Cu-Mo 系時効硬化性快削プラスチック金型用鋼。

4 C: 0.05~0.18%, Si: 0.15~1.0%, Mn: 1.0~2.0%, Ni: 2.5~3.5%, Al: 0.5~1.5%, Cu: 0.7~1.7%, Mo: 0.1~0.4%, S: 0.05~0.3%よりなる基本合金成分に対し、さらに Ti: 0.5%以下、V: 0.5%以下、Nb+Ta: 0.3%以下、Zr: 0.5%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の細粒化促進合金成分を含有させ、残余Feおよび不純物からなり、溶接後時効を行つた場合も、溶着鋼および溶接熱影響部が母材部と同様に、均一なフォートエツチング加工が可能であるという特徴をもつ Mn-Ni-Al-Cu-Mo 系時効硬化性快削プラスチック金型用鋼。

5 C: 0.05~0.18%, Si: 0.15~1.0%, Mn: 1.0~2.0%, Ni: 2.5~3.5%, Al: 0.5~1.5%, Cu: 0.7~1.7%, Mo: 0.1~0.4%, S: 0.05~0.3%よりなる基本合金成

分に対し、さらに、Pb:0.03~0.3%、Se:0.03~0.4%、Te:0.01~0.3%、Bi:0.03~0.3%のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の被削性改善合金成分と、Cr:0.21~2.50%、W:0.5%以下、Co:0.5%以下、Be:0.5%以下、B:0.01%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の強靱性、焼入性改善合金成分とを含有させ残余Feおよび不純物からなり、溶接後時効を行つた場合も、溶着鋼および溶接熱影響部が母材部と同様に、均一なフォートエツチング加工が可能であるという特徴をもつMn-Ni-Al-Cu-Mo系時効硬化性快削プラスチック金型用鋼。

6 C:0.05~0.18%、Si:0.15~1.0%、Mn:1.0~2.0%、Ni:2.5~3.5%、Al:0.5~1.5%、Cu:0.7~1.7%、Mo:0.1~0.4%、S:0.05~0.3%よりなる基本合金成分に対し、さらに、Pb:0.03~0.3%、Se:0.03~0.4%、Te:0.01~0.3%、Bi:0.03~0.3%のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の被削性改善合金成分と、Ti:0.5%以下、V:0.5%以下、Nb+Ta:0.3%以下、Zr:0.5%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の細粒化促進合金成分とを含有させ、残余Feおよび不純物からなり、溶接後時効を行つた場合も、溶着鋼および溶接熱影響部が母材部と同様に、均一なフォートエツチング加工が可能であるという特徴をもつMn-Ni-Al-Cu-Mo系時効硬化性快削プラスチック金型用鋼。

7 C:0.05~0.18%、Si:0.15~1.0%、Mn:1.0~2.0%、Ni:2.5~3.5%、Al:0.5~1.5%、Cu:0.7~1.7%、Mo:0.1~0.4%、S:0.05~0.3%よりなる基本合金成分に対し、さらにCr:0.21~2.50%、W:0.5%以下、Co:0.5%以下、Be:0.5%以下、B:0.01%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の強靱性、焼入性改善合金成分と、Ti:0.5%以下、V:0.5%以下、Nb+Ta:0.3%以下、Zr:0.5%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の細粒化促進合金成分とを含有させ、残余Feおよび不純物からなり、溶接後時効を行つた場合も、溶着鋼および溶接熱影響部が母材部と同様に、均一なフォ

ートエツチング加工が可能であるという特徴をもつMn-Ni-Al-Cu-Mo系時効硬化性快削プラスチック金型用鋼。

8 C:0.05~0.18%、Si:0.15~1.0%、Mn:1.0~2.0%、Ni:2.5~3.5%、Al:0.5~1.5%、Cu:0.7~1.7%、Mo:0.1~0.4%、S:0.05~0.3%よりなる基本合金成分に対し、Pb:0.03~0.3%、Se:0.03~0.4%、Te:0.01~0.3%、Bi:0.03~0.3%のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の被削性改善合金成分と、Cr:0.21~2.50%、W:0.5%以下、Co:0.5%以下、Be:0.5%以下、B:0.01%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の強靱性、焼入性改善合金成分とTi:0.5%以下、V:0.5%以下、Nb+Ta:0.3%以下、Zr:0.5%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の細粒化促進合金成分とを含有させ、残余Feおよび不純物からなり、溶接後時効を行つた場合も、溶着鋼および溶接熱影響部が母材部と同様に、均一なフォートエツチング加工が可能であるという特徴をもつMn-Ni-Al-Cu-Mo系時効硬化性快削プラスチック金型用鋼。

発明の詳細な説明

本発明は肉盛溶接後、時効処理することにより溶着鋼部、および熱影響部が母材部と同様に均一なフォートエツチング加工が可能な性質をもつことを特徴とするMn-Ni-Al-Cu-Mo系快削時効硬化性プラスチック金型用鋼、および該金型用鋼に被削性改善合金成分群、強靱性焼入性改善合金成分群、細粒化促進合金成分群のうち、いずれかの合金成分群を単独または複合含有せしめたプラスチック金型用鋼に関するものである。

従来、プラスチック金型用鋼として、炭素鋼や低合金構造用鋼が多く使用されているが、プラスチック金型用鋼には被削性、被研削性、鏡面仕上げ性、フォートエツチング性、溶接性、放電加工性、圧縮強度、耐食性、耐磨耗性、寸法安定性などの各種の特性の良好なことが要求されるが、現用金型鋼に対して、これらの特性を完備させることは至難であつた。

これらの諸性質の中には互に相反するものおよび本質的に回避できないものが含まれている。

一方、最近のプラスチック金型のカタサは高く

くなる趨勢にあるが、カタサを高くすると被削性が低下し、マルテンサイト変態型の鋼では溶接後に熱影響部のカタサの不連続部を解消すること、この部分を均一にフオートエツチングすること、放電加工面のカタサ上昇を抑制すること、熱処理時の変形を阻止することなどは本質的に不可能である。

熱処理時の変形は被削性をある程度犠牲にしたプレハーデン鋼を用いて回避しているものの、被削性の低下により金型製作工数が増大し、生産性が低下する。

とくに溶接後フオートエツチング加工をする場合には、繰返し焼入れ焼戻しを行なつて溶接部とその熱影響部の組織を母材部のそれと均質化するも不充分となり均一なフオートエツチング加工が困難である。

このほか均質化のための熱処理によるスケールや歪の発生などにより良品金型の製造はかなり困難である。よつて肉盛溶接後均一なフオートエツチングが可能な金型材料がプラスチック金型の生産性の向上の点から強く要望されている。

プラスチック成形金型において金型内面に所望の図柄をもつ耐食膜を写真的手法によつて形成するフオートエツチングまたはケミカルミリング法が採用されているが、均一なフオートエツチング面を確保するためには部分的に型面を肉盛溶接補修することを回避しなければならないが、型面の模様、図柄の複雑化とともに回避が至難となりつつある。この場合肉盛溶接の溶着鋼部と母材部とに硬度差を生じ、その後のフオートエツチング面の均一性確保が至難となる。このため各種金型材料について調査した結果、金属組織が均等で、しかもカタサのバラツキが少ない場合にフオートエツチング性が優れていることがわかった。

従来、マルテンサイト組織鋼の溶接後の金属組織は、溶着鋼部、熱影響部、母材部にわたりマルテンサイト→ベーナイト→トルースタイト→ソルバイト→母材組織で構成されている。この金属組織およびカタサをともに均等化するには再焼入れ、再焼戻しを行なう以外に方法がない。しかし、肉盛溶接を行なう時点ではキャビティがほぼ完成しているの、キャビティの酸化、変形を生じ再焼入れしても効果的ではない。

本発明鋼は被削性がすぐれているので H_{RC} 約

40以上に時効硬化した状態で金型加工し、または肉盛溶接後でも容易に金型加工を行なうことができるうえに約500℃附近の温度で再時効硬化処理を行なうことによつて、酸化および変形なしに均一なフオートエツチング加工を行なうことができる。

本発明鋼の構成成分およびその組成範囲は

(1) C: 0.05~0.18%, Si: 0.15~1.0%, Mn: 1.0~2.0%, Ni: 2.5~3.5%, Al: 0.5~1.5%, Cu: 0.7~1.7%, Mo: 0.1~0.4%, S: 0.05~0.3% 残余 Fe および不純物よりなる鋼と、

上記(1)の基本成分組織の鋼に、

(2) Pb: 0.03~0.4%, Se: 0.03~0.5%, Te: 0.01~0.3%, Bi: 0.03~0.3%、のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の被削性改善合金成分。

(3) Cr: 0.21~2.50%, W: 0.5%以下、Co: 0.5%以下、Be: 0.5%以下、B: 0.01%以下、のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の強靱性焼入性改善合金成分。

(4) Ti: 0.5%以下、V: 0.5%以下、Nb+Ta: 0.3%以下、Zr: 0.5%以下、のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上の細粒化促進合金成分。

(5) Pb: 0.03~0.3%, Se: 0.03~0.4%, Te: 0.01~0.3%, Bi: 0.03~0.3%のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上と、Cr: 0.21~2.50%, W: 0.5%以下、Co: 0.5%以下、Be: 0.5%以下、B: 0.01%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上。

(6) Pb: 0.03~0.3%, Se: 0.03~0.4%, Te: 0.01~0.3%, Bi: 0.03~0.3%のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上と、Ti: 0.5%以下、V: 0.5%以下、Nb+Ta: 0.3%以下、Zr: 0.5%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上。

(7) Cr: 0.21~2.50%, W: 0.5%以下、Co: 0.5%以下、Be: 0.5%以下、B: 0.01%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上と、Ti: 0.5%以下、V: 0.5%以下、Nb+Ta: 0.3%以下、Zr: 0.5%以下のうちから選ばれた少なくとも1種または2種以上。

(8) Pb:0.03~0.3%, Se:0.03~0.4%,
Te:0.01~0.3%, Bi:0.03~0.3%,
のうちから選ばれた少くとも1種または2種以上と、Cr:0.21~2.50%, W:0.5%以下、
Co:0.5%以下、Ba:0.5%以下、B:0.01
%以下のうちから選ばれた少くとも1種または
2種以上と、Ti:0.5%以下、V:0.5%以下、
Nb+Ta:0.3%以下、Zr:0.5%以下のうち
から選ばれた少くとも1種または2種以上、
を添加含有せしめた鋼である。

即ち本発明鋼は上記(1)の如き基本成分組成より
なり、溶接後再時効を行なうことにより溶着鋼お
よび溶接熱影響部が母材部と同様に均一なフオ
ートエツチング加工が可能である特徴を有するMn
-Ni-Al-Cu-Mo系時効硬化性快削プラス
チック金型用鋼、および(2)基本成分組成の鋼に前
記せる被削性改善合金成分、(3)基本成分組成の鋼
に基地鉄の強靱性、焼入性改善合金成分、(4)基本
成分組成の鋼に細粒化促進合金成分、(5)基本成分
組成の鋼に被削性改善合金成分と強靱・焼入性改
善合金成分の両者、(6)基本成分組成の鋼に被削性
改善合金成分と細粒化促進合金成分の両者、(7)基
本成分組成の鋼に強靱・焼入性改善成分の両者、
(8)基本成分組成の鋼にこれら合金成分の三者を、
共に添加含有せしめ一層その性能を改善せるMn
-Ni-Al-Cu-Mo系時効硬化性快削プラス
チック金型用鋼である。

次に本発明鋼の構成成分およびその組成範囲の
限定理由に関し逐次説明する。

(1) 炭素

Cは本発明鋼を溶体化温度から比較的速かに
冷却した場合、マルテンサイトないしペーナイト
組織の生成を容易ならしめる効果がある。一
方過度添加は溶体化処理状態の熱間加工性、被
削性を害し、時効後の靱性を低下させる。この
ためCは0.05~0.18%に限定することが必
要である。

(2) シリコン

Siは本発明鋼の溶体化カタサ調整元素とし
て添加するが鋼材の質量が大きい場合、マンガ
ンのみでは溶体化カタサを調整できないため、
時効処理後の延靱性を害さない範囲で0.15~
1.0%含有せしめる。

(3) マンガン

本発明鋼にMnを含有させることにより溶体
化、時効の両状態のカタサに影響をおよぼす。
MnはCとともに溶体化温度から冷却の際に焼
入性を増大し、時効カタサを高められる。時効
カタサを少なくともHRC 約40またはそれ以
上に調整するためにはMn:1.0~2.0%の範囲
で含有せしめる必要がある。なおMnは1.0%
以下ではその効果が少なく、また2.0%以上添
加含有させると被削性、靱性を害するのに好ま
しくない。

(4) ニッケル

本発明鋼に於てNiはその一部がCuと全率
固溶して熱間加工における赤熱脆性を防ぎ、溶
体化状態ではその後の時効処理でNiAl析出
の核となるε相をCuと共に構成する。また時
効状態ではAlとともにα相を形成する必須成
分である。

また後述する如く、フオートエツチング性を
確保するためにも必要なため2.5~3.5%の範
囲に限定する必要がある、この範囲外では効果
が小さい。

(5) アルミニウム

AlはNiとともに時効状態でNiAl相を析
出させるための必須成分であり、後述するごと
くフオートエツチング性を確保する必要がある
ため少なくとも0.5%以上添加含有せしめる必
要がある。また多量の添加は製造性、鏡面仕上
げ性および延靱性を害するため、上限を1.5%
に限定する。

(6) 銅

Cuは本発明鋼の時効状態においてα相を析
出させるための核として重要な役割をもち、と
くにNi, Al含有量の低い場合に効果的である。
また本発明鋼の熱間加工によつて切欠靱性を改
善するにあたりCuは不可欠の合金成分である。

またCuは溶体化状態の被削性改善に有効で
あるから少なくとも0.7%以上含有させる必要
があるが、1.7%以上の過剰添加は熱間脆性お
よび経済性の点で不利となる。従つてCu量は
0.7~1.7%の範囲に限定する必要がある。

(7) モリブデン

本発明鋼に於てMoは強靱性の改善および優
れたフオートエツチング性を確保するための必
須合金成分である。特に適當の少量のMoは均

一なマイクロ組織を呈せしめ優れたフォートエツチング性を確保する特性を有する。そのためには少くとも0.1%以上を必要とし、また最高は0.4%以下であることが不可欠の条件である。

而して若しMoを0.4%以上例えば0.5%以上のように多くすると、カタサが上昇し、プラスチック金型用鋼としては好ましくない。またフォートエツチング性の効果も減少し且つ高価になる等の欠点を生ずる。それ故Moは0.1~0.4%を限定範囲とする。

(8) S: 0.05~0.3%

本発明鋼はHRC 40以上に時効硬化した状態で金型加工するため、Sを少くとも0.05%以上含有させて被削性を高める必要がある。しかし、0.3%以上含有すると強靱性、熱間加工性を害する傾向があらわれる。従つてS量は0.05~0.3%の範囲に限定する必要がある。

(9) 鉛、セレン、テルル、ビスマス

本発明鋼に更にPb: 0.03~0.4%、Se: 0.03~0.5%、Te: 0.01~0.3%、Bi: 0.02~0.3%の少くとも1種または2種以上を選択して積極的に添加含有させると被削性を顕著に改善できる。しかし上記限定量以上に多量添加すると延靱性を害するので好ましくない。また限定量以下では効果が少ない。

(10) クロム、タングステン、コバルト、ベリリウム、ボロン

大型の金型に本発明鋼を使用する場合、その強靱性、焼入性の改善にCr: 0.21~2.50% W: 0.5%以下、Co: 0.5%以下、Be: 0.5%以下、B: 0.01%以下の少くとも1種または2種以上選択して積極的に添加含有させると効果が効果的である。Crの場合は、0.21%以上、2.50%以下の範囲に限定することが必要である。

これらの成分の添加により溶体化カタサ、時効カタサの調整にも役立つが、上記限定量以上の多量添加は材料価格を高め効果が少ないので限定量以下となすことが必要である。

(11) チタン、バナジウム、ニオブ+タンタル、ジルコニウム

これらの合金成分を本発明鋼に添加含有せしめると結晶粒度を微細化して強靱化できるほか、切欠靱性の改善に有効であるが、多量添加は時

効カタサ、溶体化カタサを必要以上に高めるためTi: 0.5%以下、V: 0.5%以下、Nb+Ta: 0.3%以下、Zr: 0.5%以下、の範囲で少なくとも1種または2種以上を選択して積極的に添加含有せしめる。

本発明鋼は通常製造される鋼と全く同様に製造すればよく、たとえばアーク炉で溶解した鋼塊を圧延又は鍛造により所望の形状に仕上げて製品とし時効硬化処理を施して使用する。時効処理状態において金型削成加工またはその場合必要に応じて肉盛溶接しとくに肉盛溶接後には再時効処理しても、寸法変化(熱処理歪)が小さく、且つHRC 約40以上のカタサが得られるうえに優れたフォートエツチング性確保のために溶着鋼部、溶接熱影響部と母材間の硬度差をHRC 約2以下となるように上記各合金成分を調整したもので、下記の如くMn-Ni-Al-Cu-Mo系時効硬化性基本合金成分鋼、および該鋼に被削性改善合金成分群、強靱性焼入性改善合金成分群、細粒化促進合金成分群のうち、いずれかの合金成分群を単独または複合添加含有せしめた時効硬化性プラスチック金型用鋼である。

基本合金成分

C: 0.05~0.18%
Si: 0.15~1.0%
Mn: 1.0~2.0%
Ni: 2.5~3.5%
Al: 0.5~1.5%
Cu: 0.7~1.7%
Mo: 0.1~0.4%
S: 0.05~0.3%

被削性改善合金成分群

Pb: 0.03~0.4%
Se: 0.03~0.5%
Te: 0.01~0.3%
Bi: 0.03~0.3%

強靱性、焼入性改善合金成分群

Cr: 0.21~2.50%
W: ≤ 0.5%
Co: ≤ 0.5%
Be: ≤ 0.5%
B: ≤ 0.01%

細粒化促進合金成分群

Ti: ≤ 0.5%
V: ≤ 0.5%
Nb+Ta: ≤ 0.3%
Zr: ≤ 0.5%

而して被削性改善合金成分群、強靱性焼入性改善合金成分群、細粒化促進合金成分群の各群に属する種々の成分は各々の限定範囲内に於ては殆ん

ど類似効果を有する均等物と見做し得るものである。

第1表は本発明鋼の一例および比較材の化学成分を示すものである。

第 1 表

(%)

		鋼	C	Si	Mn	S	Ni	Al	Cu	Mo	そ の 他
本 発 明 材	第 1 発 明	11	0.10	0.35	1.38	0.060	3.36	0.83	1.05	0.22	
		12	0.16	0.28	1.45	0.142	3.14	1.12	0.98	0.38	
		13	0.13	0.60	1.16	0.230	3.20	0.90	1.01	0.21	
	第 2 発 明	21	0.09	0.26	1.40	0.070	2.88	0.96	1.13	0.33	Pb:0.06
		22	0.18	0.34	1.58	0.076	3.27	1.01	1.08	0.10	Pb:0.10
		23	0.13	0.52	1.23	0.082	3.06	1.18	0.92	0.19	Pb:0.11 Te:0.05
		24	0.07	0.25	1.46	0.124	3.18	0.74	0.93	0.36	Se:0.21
		25	0.16	0.46	1.28	0.065	3.21	1.08	1.32	0.14	Te:0.11
		26	0.08	0.36	1.41	0.135	2.59	0.58	0.91	0.19	Bi:0.09
		27	0.14	0.59	1.32	0.221	2.72	0.71	1.06	0.31	Pb:0.24 Se:0.16
		28	0.06	0.36	1.66	0.118	2.91	1.12	1.12	0.23	Te:0.10 Bi:0.07
		29	0.12	0.57	1.54	0.096	3.27	0.82	1.18	0.15	Pb:0.19 Se:0.18 Te:0.14 B:0.11
	第 3 発 明	31	0.11	0.31	1.20	0.100	3.19	0.89	1.00	0.30	Cr:0.65
		32	0.08	0.48	1.51	0.143	3.00	1.06	0.93	0.17	Cr:1.20 B:0.0035
		33	0.11	0.46	1.32	0.162	3.33	0.90	1.14	0.18	W:0.24
		34	0.07	0.38	1.29	0.121	2.64	0.71	1.09	0.32	Co:0.18
		35	0.07	0.29	1.41	0.091	3.24	1.06	0.87	0.37	Be:0.20
		36	0.14	0.51	1.26	0.141	2.73	1.14	1.26	0.14	B:0.007
		37	0.09	0.37	1.38	0.071	2.81	0.69	0.94	0.23	Cr:0.37 W:0.19
		38	0.06	0.49	1.52	0.138	3.48	0.54	0.97	0.11	Co:0.31 Be:0.18
		39	0.13	0.32	1.64	0.201	2.62	0.73	1.31	0.24	Cr:0.46 W:0.22 Co:0.36
		39A	0.12	0.41	1.41	0.109	3.11	1.01	1.20	0.29	Cr:0.55 Be:0.12 B:0.005
	第 4 発 明	41	0.14	0.36	1.27	0.096	3.28	1.13	1.08	0.13	V:0.38
		42	0.12	0.25	1.59	0.090	3.05	0.95	0.99	0.40	Ti:0.15
		43	0.09	0.34	1.29	0.1118	3.21	0.88	1.08	0.23	Nb+Ta:0.16
		44	0.12	0.29	1.34	0.223	2.64	1.02	0.91	0.17	Zr:0.24
		45	0.08	0.28	1.51	0.134	2.74	0.57	1.12	0.16	Ti:0.31 V:0.26
		46	0.14	0.44	1.48	0.095	3.35	0.72	1.11	0.33	Nb+Ta:0.12 Zr:0.18
		47	0.07	0.51	1.24	0.126	2.88	1.16	0.96	0.12	Ti:0.26 V:0.40 Nb+Ta:0.21 Zr:0.13
	第 5 発 明	51	0.09	0.36	1.41	0.097	3.17	1.00	0.94	0.23	G:0.88 Se:0.18

(%)

		銅	C	Si	Mn	S	Ni	Al	Cu	Mo	その他
本 発 明 材	第 5 発 明	52	0.05	0.36	1.21	0.124	2.63	0.61	0.99	0.14	Se:0.17 W:0.31 Co:0.18 Be:0.41 B:0.008
		53	0.15	0.35	1.48	0.081	2.69	1.13	1.24	0.33	Cr:1.21 Pb:0.18 Te:0.11 Bi:0.09
		54	0.14	0.44	1.36	0.109	3.40	0.74	1.06	0.25	Te:0.15 Bi:0.07 W:0.31 Co:0.26
		55	0.06	0.39	1.53	0.162	2.62	1.02	0.94	0.22	Pb:0.18 Te:0.11 Be:0.28 B:0.008
		56	0.11	0.26	1.44	0.097	3.18	0.58	1.13	0.39	Pb:0.25 Se:0.31 Te:0.16 Bi:0.14 Cr:1.81 W:0.41 Co:0.22 Be:0.30 B:0.006
	第 6 発 明	61	0.11	0.38	1.36	0.131	3.21	1.04	0.90	0.26	Ti:0.21 Pb:0.13
		62	0.16	0.41	1.32	0.094	2.87	1.06	1.18	0.32	Pb:0.25 V:0.42 Nb+Ta:0.16 Zr:0.23
		63	0.10	0.37	1.26	0.208	3.26	0.87	0.91	0.33	Ti:0.26 Se:0.24 Te:0.19 Bi:0.11
		64	0.09	0.35	1.38	0.184	3.14	0.61	1.06	0.18	Pb:0.12 Se:0.09 Ti:0.18 V:0.34
		65	0.14	0.28	1.58	0.078	3.27	1.10	0.89	0.27	Te:0.09 Bi:0.08 Nb+Ta:0.16 Zr:0.32
		66	0.07	0.22	1.47	0.125	2.75	0.73	1.09	0.16	Pb:0.26 Se:0.12 Te:0.11 Bi:0.21 Ti:0.28 V:0.19 Nb+Ta:0.11 Zr:0.41
	第 7 発 明	71	0.15	0.27	1.44	0.108	3.30	1.01	0.97	0.26	Cr:1.05 Ti:0.08
		72	0.13	0.24	1.43	0.077	3.30	1.18	1.24	0.14	Cr:2.14 V:0.31 Nb+Ta:0.16 Zr:0.24
		73	0.08	0.38	1.35	0.145	2.86	0.79	0.86	0.22	Ti:0.33 W:0.16 Co:0.28 Be:0.15 B:0.007
		74	0.17	0.42	1.51	0.224	3.22	0.90	1.10	0.10	Cr:0.88 W:0.40 Co:0.12 Ti:0.22 V:0.41
		75	0.12	0.29	1.47	0.121	3.16	1.01	1.02	0.31	Be:0.28 B:0.007 Nb+Ta:0.14 Zr:0.12
		76	0.09	0.37	1.44	0.02	2.67	0.61	0.92	0.31	Cr:0.71 W:0.16 Co:0.24 B:0.41 B:0.005 T:0.12 V:0.09 Zr:0.14 Nb+Ta:0.11
	第 8 発 明	81	0.08	0.32	1.22	0.111	3.17	0.94	1.03	0.18	Co:0.24 Nb+Ta:0.16
		82	0.07	0.31	1.26	0.084	2.58	0.68	0.99	0.24	Pb:0.06 Cr:1.94 Ti:0.10

(%)%

	鋼	C	Si	Mn	S	Ni	Al	Cu	Mo	その他
本 発 明 材	83	0.14	0.27	1.62	0.104	2.84	1.06	1.05	0.10	Pb:0.10Se:0.12 Cr:2.20W:0.14 Co:0.18Ti:0.21 V:0.18
	84	0.12	0.36	1.45	0.190	3.41	0.77	1.22	0.13	Te:0.05Bi:0.10 Be:0.12B:0.004 Nb+Ta:0.11 Zr:0.18
	85	0.09	0.40	1.52	0.146	2.91	0.59	0.89	0.38	Pb:0.12Se:0.21 Te:0.14Bi:0.18 Cr:1.18W:0.26 Co:0.17Be:0.42 B:0.004 Ti:0.15 V:0.31 Zr:0.23 Nb+Ta:0.10
比 較 材	A	0.10	0.25	1.54	0.010	3.25	0.94	0.95	0.04	Cr:0.20
	B	0.14	0.27	1.51	0.004	3.25	1.03	0.97	—	Cr:0.03
	C	0.13	0.22	1.57	0.013	3.25	1.05	1.08	0.28	Cr:0.10
	D	0.11	0.28	1.61	0.047	3.49	0.90	0.98	0.27	Cr:0.16
	E	0.39	1.02	0.67	0.152	—	—	—	1.26	Cr:506V:1.00
	F	0.39	0.44	0.74	0.172	—	—	—	0.93	Cr:467V:0.46
	G	0.40	0.20	0.75	0.009	0.15	—	0.10	0.18	Cr:1.02

つぎに現用プラスチック金型鋼(第1表鋼G)を肉盛溶接後、650℃×3hr焼戻しを施しさらに第4図に示す工程によつてフォートエツチング加工を行なつたものの表面肌を図5に示す。この写真に明らかな通り、フォートエツチング表面の"むら"は溶着鋼部を中心に母材の熱影響部にまでおよんでいる。"エツチングむら"があらわれている部分と母材とはエツチング面の腐食度(粗度)が異なっており、プラスチック製品成形時に、これが表面肌に転写される結果、肌不良を生ずる。

比較材のその他の鋼Aについてもエツチングむらがあらわれた。

つぎに本発明の時効硬化性金型鋼(第1表鋼31)を肉盛溶接後、500℃×5hr時効処理を施し、さらにフォートエツチング加工を行つたものの表面肌を図6に示す。この写真に示すごとく"エツチングむら"はほぼ完全に解消できたとを確認した。

この"エツチングむら"の発生原因を冶金学的に解明するために母材部と溶接熱影響部の硬度を測定したところ第1図に示すごとくである。

肉盛溶接→時効処理によつて均一なフォートエ

ツチング性を得るために熱影響部のカタサ低下域の巾dを1.0mm以下とし、前記両部のヨタサの差(△H)をHRC 2以下にすれば充分であることがわかる。

本発明鋼の場合溶着鋼部、熱影響部と母材部とのカタサの差がフォートエツチング性に影響があることが確認できた。

本発明材のその他の鋼Aについてもエツチングむらは認められなかった。

また、図7に示す如く従来の時効硬化性金型用鋼(第1表鋼A)では"エツチングむら"が生じているが、本発明鋼(第1表鋼31)では殆んど解消できたこと、つまりフォートエツチング性が優れていることを第1表の化学成分で対比するに、Moの有無が影響しているものと認められる。

本発明鋼においてMoはパーナイト変態開始温度を低くし、時効硬化性を助長し、過時効温度を高温側へ移動させる効果があり、第2図に示すように、均一なフォートエツチング性確保の指標となる前記溶着鋼部、溶接熱影響部と母材部とのカタサの差をHRC 2以下になし、かつ該影響部のカタサ低下域の巾を約1mm以下にするためにはMoは少なくとも0.1%またはそれ以上添加すれ

ばよいことも確認できた。

つぎに、同様な観点からCの影響を調べたところ時効処理状態（フオートエツチング加工前）における溶着鋼部と母材部とのカタサの差が最も少ない範囲はC：0.05～0.15%であることが認められた。

さらに本発明鋼において優れたフオートエツチング性を確保するために、溶接熱影響部と母材部間の硬度差に注目してMoを添加含有せしめたが、その効果は特定範囲のMn, Ni, Al, Cuを含有していることによるものであることも確認できた。

また、Mo：0.2%含有する本発明鋼において、再時効後の前記硬度差がHRC 2以下となる限界をCu量をパラメーターとして整理したところ、Ni, Al, およびCuの下限はそれぞれ2.5%、0.5%、0.7%が好適であることを確認している。

また第4図はフオートエツチング加工処理条件においてフオートエツチング図案の作成工程の製版工程、エツチング工程を図示したものである。

つぎに被削性改善合金成分の一例としてSを含有せしめた本発明鋼（第1表鋼31）、従来鋼（第1表鋼G）、および該成分を含まない時効硬化性金型鋼（第1表鋼C）をフライス盤を使用してスリッテング下向き切削による切削試験を行なった結果は、第2表に示すごとくSを含有せしめた本発明鋼Bの工具寿命は遙かに好成績を示し、即ち被削性改善合金成分の添加は極めて有効である。また該鋼Bの如く、Sの微量添加は時効硬化性およびフオートエツチング性に何等悪影響をおよぼすものではない。

第2表

鋼種	工具寿命 min	500℃時効 カタサ(HRC)	切削試験条件
31	105	42	工具：SKH9 スリッテングソウ 切込み：0.8mm 送り：0.0174mm/歯 切削速度：70m/min 工具寿命判定： 切削不能時
C	60	43	
G	10	35*	

*850℃ O, Q 550℃ A, C

つぎにいずれもHRC 約40のかたさに調整した状態の試料を第2表に示す切削試験条件にしたがつて切削した場合の工具寿命とS含有量との関係を第3図に示す。同図にみられるとおり、S含有量が増加するにしたがつて工具寿命が増大することがわかる。すなわちMn-Ni-Al-Cu-Mo系時効硬化型鋼にSを含有させた本発明鋼は、ほぼ同量のSを含有する従来のプラスチック金型鋼B、Fよりもきわめて良好な被削性が得られる。

また、SとPb, Teが共存した場合には、工具寿命が飛躍的に増大することがわかる。

さらに本発明の基本成分鋼に前記せる限定範囲内において、強靱性焼入性改善合金成分群あるいは細粒化促進合金成分群に属する種々の合金成分の添加は基地鉄の強靱化、細粒化等本発明基本成分鋼の諸性能を一層改善するものであることは確かである。

而してこれら被削性改善合金成分群、基地鉄の強靱性焼入性改善合金成分群、細粒化促進合金成分群は各々その限定範囲内に於て、各群内に於て1種または2種以上を選択使用するほか、更に各群各々単独にあるいは組合せ複合添加し一層その性能を向上せしめ得るものである。

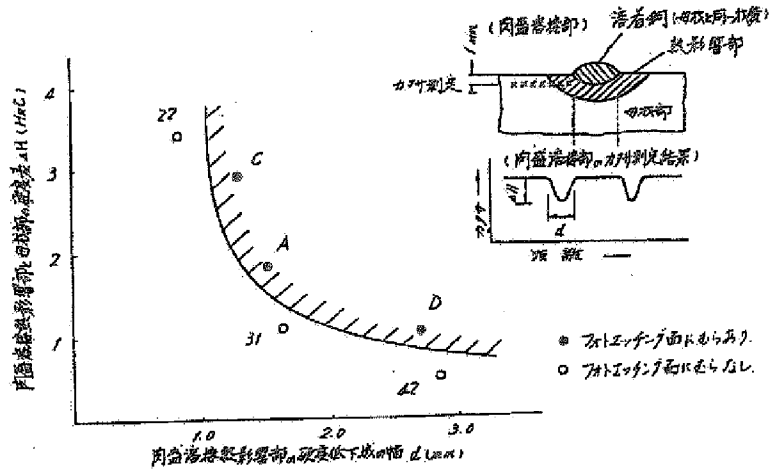
なお、本発明鋼はプラスチック金型に使用する外、これに類似の用途に広く活用し得るは勿論である。

本発明は以上のごとく従来のものに比し極めて高性能を有し新規にして工業的価値大なるものである。

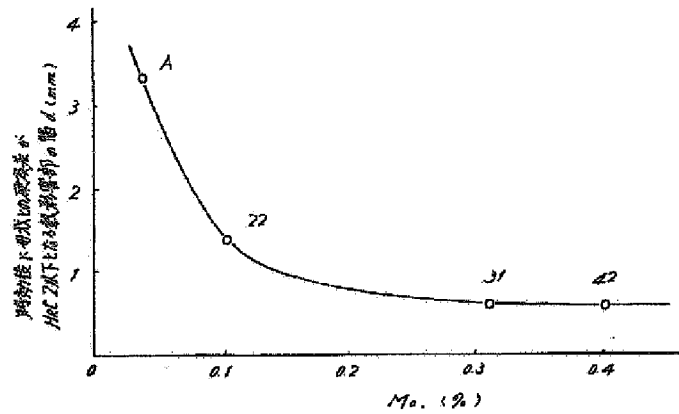
図面の簡単な説明

第1図は焼戻しまたは時効処理後の肉盛溶接の熱影響部と母材部との硬度差と、該熱影響部の硬度低下域の巾との関係曲線図、第2図は前記硬度低下域の巾とMo量との関係曲線図、第3図は工具寿命とS含有量との関係曲線図、第4図はフオートエツチング加工処理条件を各工程別に図示したもの、図5、6、7は各種金型鋼のフオートエツチング表面肌状況を示す写真である。

第1図



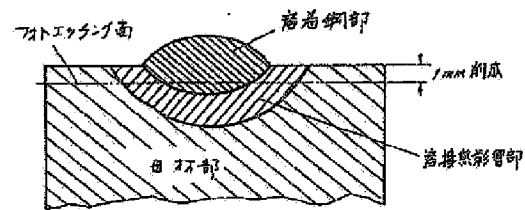
第2図



第6図



母材部 → 熱影響部 → 溶着鋼部 → 熱影響部 → 母材部

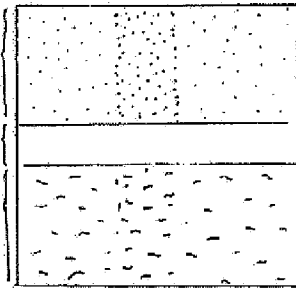


第7図

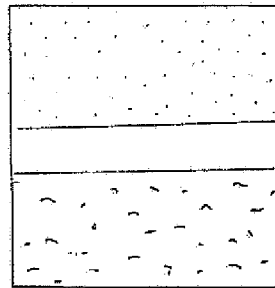
第1板 鋼 A

第1板 鋼 B

梨地
統面
麻地



母材部 → 熱影響部 → 溶着鋼部 → 熱影響部 → 母材部



母材部 → 熱影響部 → 溶着鋼部 → 熱影響部 → 母材部

